

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 05320749
PUBLICATION DATE : 03-12-93

APPLICATION DATE : 20-05-92
APPLICATION NUMBER : 04152682

APPLICANT : NISSHIN STEEL CO LTD;

INVENTOR : YAMADA TOSHIRO;

INT.CL. : C21D 6/00 // C22C 38/00 C22C 38/18

TITLE : PRODUCTION OF ULTRAHIGH STRENGTH STEEL

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain an ultrahigh strength steel having 1600 to 2300N/mm² class tensile strength and excellent in ductility.

CONSTITUTION: A steel having a composition consisting of, by weight, 0.4-1.0% C, 1.2-3.0% Si, 0.3-2.0% Mn, 0.2-1.5% Cr, and the balance Fe with inevitable impurity elements or a steel where, as necessary, one or ≥2 kinds among 0.05-0.5% Mo, 0.05-0.5% V, and 0.01-0.5% Nb are further incorporated into the composition is heated up to a temp. not lower than the AC₃ transformation point to undergo complete austenitization. The steel is cooled from the above- mentioned temp. to a temp. between the Ms point and <350°C at a cooling velocity higher than the velocity at which the nose in the TTT diagram passes. The steel is isothermally held in the above-mentioned temp. region for 10-60min and then air-cooled down to room temp. or cooled at the cooling velocity not lower than air cooling velocity. By this method, the ultrahigh strength steel having a composite structure containing bainite and residual austenite as main phases and also having 1600 to 2300N/mm² tensile strength can be produced.

COPYRIGHT: (C)1993,JPO&Japio

BEST AVAILABLE COPY

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-320749

(43)公開日 平成5年(1993)12月3日

(51)Int.Cl.⁵
C 21 D 6/00
// C 22 C 38/00
38/18

識別記号 Y 9269-4K
301 A

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数5(全8頁)

(21)出願番号 特願平4-152682

(22)出願日 平成4年(1992)5月20日

(71)出願人 000004581

日新製鋼株式会社

東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72)発明者 田頭 駿

広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式
会社鉄鋼研究所内

(72)発明者 山田 利郎

広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式
会社鉄鋼研究所内

(74)代理人 弁理士 和田 慶治

(54)【発明の名称】 超高強度鋼の製造方法

(57)【要約】

【目的】 引張強さが1600~2300N/mm²級で且つ延性の良好な超高強度鋼を得る。

【構成】 C: 0.4~1.0 重量%, Si: 1.2~3.0 重量%, Mn: 0.3~2.0 重量%, Cr: 0.2~1.5 重量%, 残部Feおよび不可避的不純物元素からなる鋼を、場合によってはさらに0.05~0.5 重量%のMo, 0.05~0.5 重量%のVまたは0.01~0.5 重量%Nbのいずれか1種または2種以上を含有させた鋼を、Ac₃変態点以上の温度に加熱して完全にオーステナイト化したうえ、この温度からTTT線図のノーズを通過する速度よりも大きな冷却速度でMs点以上で350℃未満の温度まで冷却し、この温度域に10~60分間恒温保持した後に室温まで空冷または空冷以上の冷却速度で冷却することからなる。ペイナイトと残留オーステナイトを主相とした複合組織を有し且つ引張強さが1600~2300N/mm²の超高強度鋼の製造方法である。

1

2

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.4~1.0 重量%, Si : 1.2~3.0 重量%, Mn : 0.3~2.0 重量%, Cr : 0.2~1.5 重量%, 残部 Fe および不可避的不純物元素からなる鋼を, Ac₃変態点以上の温度に加熱して完全にオーステナイト化したうえ, この温度からTTT線図のノーズを通過する速度よりも大きな冷却速度でMs点以上で350℃未満の温度まで冷却し, この温度域に10~60分間恒温保持した後に室温まで空冷または空冷以上の冷却速度で冷却することからなる, ベイナイトと残留オーステナイトを主相とした複合組織を有し且つ引張強さが1600~2300N/mm²の超高強度鋼の製造方法。

【請求項2】 C : 0.4~1.0 重量%, Si : 1.2~3.0 重量%, Mn : 0.3~2.0 重量%, Cr : 0.2~1.5 重量%, さらに, 0.05~0.5 重量%のMo, 0.05~0.5 重量%のVまたは0.01~0.5 重量%Nbのいずれか1種または2種以上を含有し, 残部がFeおよび不可避的不純物元素からなる鋼を, Ac₃変態点以上の温度に加熱して完全にオーステナイト化したうえ, この温度からTTT線図のノーズを通過する速度よりも大きな冷却速度でMs点以上で350℃未満の温度まで冷却し, この温度域に10~60分間恒温保持した後に室温まで空冷または空冷以上の冷却速度で冷却することからなる, ベイナイトと残留オーステナイトを主相とした複合組織を有し且つ引張強さが1600~2300N/mm²の超高強度鋼の製造方法。

【請求項3】 残留オーステナイトは, 炭素濃度が1.5 重量%以上である請求項1または2に記載の超高強度鋼の製造方法。

【請求項4】 残留オーステナイトは, 全体に占める容積が15~30容積%である請求項1, 2または3に記載の超高強度鋼の製造方法。

【請求項5】 当該超高強度鋼は, 10%以上の伸びを有するものである請求項1, 2, 3または4に記載の超高強度鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は, ベイナイトと残留オーステナイトを主相とする複合組織を有する, 引張強さ1600~2300N/mm²(ニュートン/mm²)級の超高強度鋼の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】高い強度が要求される機械構造部品用の鋼材としては, 従来より高炭素鋼を用いた焼入焼戻し材や, ベイナイト鋼材が多く使用されてきた。しかし, これらの鋼材は概して韧性には乏しく, 延性や耐衝撃性の要求される部材に対して使用する場合には, その使用条件が著しく制約されたり, 場合によっては韧性の欠如を部材の寸法の増加で補うことが余儀なくされ, このために重量の増加を來していることが少なくなかった。

【0003】従来より, 高炭素鋼を用いて高強度材を製造する場合, 1600N/mm²以上の引張強さ(以下, TSと略称することがある)に強化しようとすれば, 焼入れ-焼戻し処理を行なうのが一般的であるが, この方法では高い延性-韧性を得ることはできない。通常の焼入れ焼戻し材が韧性に乏しいのは, 金属組織がマルテンサイトやベイナイトを主体とする硬質の組織であることによる。

【0004】この問題を解決すべく, 特公昭58-42246号公報において, ベイナイトと残留オーステナイトの混合組織とすることにより高強度を保ちながら延性を改善する方法が提案された。従来のベイナイト鋼ではTSが1200N/mm²級では全伸びが約10%程度であるのに対し, この方法によれば, 同じ1200N/mm²級で約30%の全伸びが得られるものであった。

【0005】また特開平3-215623号公報には, 同じく金属組織をベイナイトと残留オーステナイトの混合組織にすることによってTSが1500N/mm²級で30%程度の伸びを得る方法が示された。

【0006】【発明が解決しようとする課題】前記公報に提案された方法では, 高強度と言ってもTSは最大でも約1600N/mm²までである。例えば後者の公報の実施例では164kgf/mm²のものが最大であり, これ以上のTSを得ることは困難であった。

【0007】本発明はこの問題点を解決し, TSが1600~2300N/mm²級で延性の良好な超高強度鋼を得ることを目的としたものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明によれば, C : 0.4~1.0 重量%, Si : 1.2~3.0 重量%, Mn : 0.3~2.0 重量%, Cr : 0.2~1.5 重量%, 残部 Fe および不可避的不純物元素からなる鋼を, さらにはこの鋼に0.05~0.5 重量%のMo, 0.05~0.5 重量%のVまたは0.01~0.5 重量%Nbのいずれか1種または2種以上を含有させた鋼を, Ac₃変態点以上の温度に加熱して完全にオーステナイト化したうえ, この温度からTTT線図のノーズを通過する速度よりも大きな冷却速度でMs点以上で350℃未満の温度まで冷却し, この温度域に10~60分間恒温保持した後に室温まで空冷または空冷以上の冷却速度で冷却することからなる, ベイナイトと残留オーステナイトを主相とした複合組織を有し且つ引張強さが1600~2300N/mm²の超高強度鋼の製造方法を提供する。

【0009】

【作用】本発明に従う成分組成の鋼を下部ベイナイト領域に恒温保持すると著しく微細な下部ベイナイトと残留オーステナイトの混合組織が生成し, 残留オーステナイトのTRIP現象(変態誘起塑性: Transformation Induced-Plasticity)によってTSが1600~2300N/mm²級で延性の良好な超高強度鋼を得ることを目的としたものである。

度³級でありながら、伸び(EI)が10~20%の良好な強度-延性バランスをもつ超高強度鋼が得られる。すなわち、本発明法に従って製造された鋼が非常に優れた強靭性を示すのは残留オーステナイトのTRIP現象による。

【0010】本発明において、残留オーステナイトと下部ペイナイトからなる複合組織が得られるのは、Siの作用が大きい。すなわちSiを多量に含む炭素鋼をペイナイト変態させると、Siが炭化物の生成を抑制する作用を有するので、未変態オーステナイト中にペイナイト中の炭素原子が排出され、このために未変態オーステナイト中の炭素濃度が上昇し、マルテンサイト変態点(Ms点)が室温以下に低下する。このため、鋼を室温まで冷却してもマルテンサイトは生成せず、ペイナイトと残留オーステナイトの混合組織が得られる。

【0011】Siを含まない鋼では、ペイナイト変態の進行と同時に炭化物の析出を伴うので、未変態オーステナイト中への炭素原子の濃縮は不充分で、残留オーステナイトとペイナイトの混合組織を得ることができない。

【0012】一方、Siは黒鉛化を助長する元素であり、多量の炭素を含有する鋼の場合には軟化焼純時などに黒鉛化を生ずる危険性が大きいので、これを抑制するために黒鉛化抑止力の大きい元素を添加しなくてはならない。ただし、黒鉛化抑止元素はペイナイト組織の韌性を阻害するものであってはならない。

【0013】また単純にC-Si-Mnだけの化学成分からなる鋼では、残留オーステナイトとペイナイトの混合組織を得ることはできるが、ペイナイト変態の速度が速いために適切な残留オーステナイト量に制御することが難しい。したがって適切な残留オーステナイト量を得るためにペイナイト変態を抑制し、かつ延性に対して有効な残留オーステナイトを生成するような適切なその他の合金元素を添加しなければならない。

【0014】また、下部ペイナイトと共に存在して残留オーステナイトが変態誘起塑性の現象を示すためには、残留オーステナイト中の炭素濃度は1.5%以上必要であるが、単純なC-Si-Mn系の鋼を当該ペイナイトの恒温変態温度領域に保持してもこのように高い炭素濃度を得ることはできない。

【0015】前記の目的を達成するには、このようなことを総合的に勘案して、鋼の成分組成を決めることが必要となるが、本発明者らは、これらの点に関する基礎的研究の結果、C-Si-Mnに加えてCr、さらにMo、V、Nb等を適量添加した鋼を用いれば、黒鉛化抵抗を向上させることができ、かつペイナイト変態処理時に微細な下部ペイナイトが生成し、安定な残留オーステナイトと微細な下部ペイナイトからなる複合組織が生成し、強度-延性バランスの非常に優れたTSが1600~2300N/mm²級の超高強度鋼が得られることを見い出した。

【0016】本発明に従う鋼の各成分の作用とその含有

量範囲の規制理由について以下に説明する。

【0017】Cは、オーステナイト安定化元素であり、ペイナイト変態に不可欠な元素である。その添加量は、最終的に生成する残留オーステナイト量に大きく影響し、C添加量が0.4%未満では高強度を得ることはできない。またC量が1.0%を超えると、生成する残留オーステナイト量が多すぎて、かえって強度が低下する。したがって、適切な残留オーステナイト量を得るために、C量は0.4~1.0%の範囲にする必要がある。本発明鋼において、望ましい残留オーステナイト量は15~30容積%である。

【0018】Siは、炭化物の生成を抑制する元素であり、C濃度が高い安定な残留オーステナイトを得るために不可欠な元素である。Si量が1.2%未満では上記の効果は希薄であり、反対にSi量が3.0%を超えると、ペイナイト変態が著しく抑制されるばかりでなく、熱間圧延-冷間圧延等の鋼の製造工程で著しい困難を伴うようになる。従ってSi量は1.2~3.0%の範囲に限定される。

【0019】Mnはオーステナイト安定化元素であり、焼入性を向上させることによってパーライト等の生成を抑制する作用を供する。しかしMn量が0.3%未満では焼入性が不充分で、鋼の板厚が厚い場合には中心部の冷却速度が遅いためにパーライトなどを生成することがあり、この場合には充分な残留オーステナイトが得られなくなる。またMn量が2.0%を超えるとペイナイト変態の速度が遅くなってしまうことにより充分な残留オーステナイトを得られなくなる。このためMn量は0.3~2.0%に限定する。

【0020】Crは、熱延材の軟化焼純中に起こる黒鉛化を抑制するのに有効に作用する元素であり、またペイナイト変態を遅らせて残留オーステナイトの得られる領域を広げる作用を有する元素である。黒鉛化を防止するためにはCr量は最低0.2%は必要であるが、1.5%を超えて添加しても黒鉛化の抑制にはそれ以上の効果は望めないばかりか、軟化焼純時のセメンタイトの球状化を困難にし、ペイナイト自体の塑性を劣化させる傾向があるためCr量は0.2~1.5%に限定する。

【0021】MoとVは、ペイナイトの変態の形態を大きく変える元素であり、適量添加することによってペイナイト組織を微細化させる作用を供し、これによりTSと韌性を高める効果を奏する。さらにVは、鋼をオーステナイト域に加熱した場合のオーステナイト粒径を微細化する効果もあり、Vを適量添加すると、ペイナイト変態を促進させることもできる。

【0022】Moは0.05%未満の添加量ではペイナイトの微細化効果は少なく、また0.5%を超えて添加してもそれ以上の微細化は望めず、かえって健全なペイナイトの生成に障害をもたらすために0.05~0.5%に限定する必要がある。またVは0.05%以下の添加ではペイナイト

5

の微細化効果は少なく、また0.50%を越えて添加してもそれ以上の効果は望めないばかりか、Moの場合と同じくかえって健全なペイナイトの生成に障害となるために0.05~0.5%に限定する必要がある。

【0023】Nbは、オーステナイト域に加熱した場合のオーステナイト粒径を微細化する効果によりペイナイト変態を促進し、かつ微細で韌性の高いペイナイトを生成させる作用を有する元素である。しかし添加量が0.01%未満ではオーステナイト粒径を微細化する効果は少なく、ペイナイトの微細化には十分な効果を発揮しないし、0.5%を越えて添加してもそれ以上の効果は望めないので0.01~0.5%に限定する。

【0024】次に、本発明法の熱処理条件について説明する。

【0025】本発明鋼の製造にあたっては、通常は、上記の成分組成範囲の鋼を通常の熱間圧延、軟化焼純、冷間圧延等を適宜施して鋼帯または鋼板を製造し、これをペイナイト変態処理に供する。黒鉛化傾向を抑制した本発明鋼では通常の工程で製造する限りにおいては黒鉛化を生ずる恐れは少ない。このペイナイト変態処理は、鋼帯または鋼板に限らず、特殊な場合には、線材や条材にも適用でき、また一次加工した材料にも適用可能である。

【0026】本発明に従うペイナイト変態処理は、まず鋼を $A_{\text{C}1}$ 点以上の温度域に加熱して完全にオーステナイト化する。そして、この状態から、TTT線図のノーズを通過する速度よりも大きい冷却速度で M_s 点（マルテンサイト変態開始点）以上、350°C未満の範囲の温度まで冷却し、この温度域に10~60分間恒温保持した後に室温まで空冷または空冷以上の冷却速度で冷却する。

【0027】TTT線図のノーズを通過する速度よりも大きい冷却速度とは、オーステナイト単相の組織から M_s 点~350°C未満の温度域に焼入れする際に、フェライトやバーライトが生成しないような冷却速度のことである。本発明の化学成分を有する鋼の場合では、5.0°C/sec以上の冷却速度があればフェライトやバーライトが生成することはない。

【0028】恒温処理温度は M_s 点~350°C未満としなければならない。350°C未満で恒温処理することにより、ペイナイトは下部ペイナイトとして生成する。下部ペイナイトは、この温度域以上で生成する上部ペイナイトに比べると、より針状の形態を有する点で区別ができる硬さが一層高い。本発明鋼が超高強度と韌性を発揮するのは、この下部ペイナイトと残留オーステナイトの極めて微細な混合組織を有し、残留オーステナイトがTRIP現象を示すことにある。

【0029】TRIP現象は残留オーステナイトの安定性、すなわち歪誘起変態の起こり易さに関わっており、塑性変形中に適度に変態して歪の分散を起こさしめるような適度な安定性が必要になる。残留オーステナイトの

6

安定性は、主に炭素濃度によって決まる。通常、残留オーステナイトとして存在し得るためには炭素濃度1.0~1.2%が必要であるが、TRIP現象を示す安定性を得るには、より高濃度な炭素原子の濃縮が必要である。特に本発明が目標とするような高強度鋼の場合には、更に高濃度で安定な残留オーステナイトが必要になる。それは以下の理由による。

【0030】恒温処理温度が350°C未満で生成した下部ペイナイトは非常に硬度が高いが、残留オーステナイトはそれ自体は比較的軟質であるために、歪は残留オーステナイトに集中する。このため、ペイナイトが軟質な場合に比べて歪誘起変態が一層起こりやすくなる。本発明鋼のように1600~2300N/mm²級の超高強度においては、硬質な下部ペイナイトと共に存してTRIP現象を示すためには残留オーステナイト中の炭素濃度は1.5%以上必要となる。

【0031】本発明者らは、恒温保持温度と残留オーステナイト中の炭素濃度の関係について研究を行った結果、本発明鋼ではC-Si-Mn系にCrさらにはMo, V, Nb等の炭化物形成元素を添加することにより、恒温保持温度が350°Cを下回ると炭素濃度が1.5%を超える

20 残留オーステナイトが得られることがわかった。すなわち、本発明で規定する成分範囲の鋼を350°C未満の温度で恒温保持を行うことにより、残留オーステナイトのTRIP現象を利用した超高強度鋼が得られることがわかった。

【0032】なお、恒温保持温度が M_s 点より低いと焼入マルテンサイトが生成し、ペイナイトと残留オーステナイトの混合組織が生成しない。このために高延性を得ることができない。一方、保持温度が350°C以上では1600N/mm²以上の引張強さは得ることはできない。したがって恒温保持する温度は M_s 点以上、350°C未満とする必要がある。

【0033】この恒温保持温度域に保持する時間は10~60分であればよい。本発明で規定する成分の鋼は、当該温度域における保持時間が10分未満ではペイナイト変態量が不充分であり、未変態オーステナイト中の炭素濃度は1.5%に到達しないことがある。この場合には高強度ではあるが延性に乏しくなる。一方、恒温変態時間で60分を超えて余り長くすると、残留オーステナイトが分解して炭化物が析出し、このために炭素濃度が再び低下し、延性が低下するようになる。したがって M_s 点以上350°C未満の温度域に保持する時間は10~60分とするのがよい。

【0034】いったんこの恒温保持温度域に該時間保持した後は、室温まで冷却するに際には、1°C/sec以上の冷却速度であれば組織変化をきたすことないので、空冷以上の冷却速度であれば問題ない。

【0035】
50 【実施例】表1に供試鋼の化学成分値（重量%）を示

7

す。これらのうちNo. A, B, C, D, E, F, GおよびHは、いずれか一つの成分の含有量が本発明で規定する範囲を外れる比較鋼であり、No. I, J, K, L, MおよびNは本発明の成分組成範囲内の鋼である。いずれも通常の熱間圧延、軟化焼鈍、冷間圧延を経て厚さ1mmの鋼板とした。

【0036】各比較鋼A～Hと本発明鋼I～Nを、それらの $A_{\text{c}1}$ 変態点以上の温度に加熱して完全にオーステナイト化したのち、TTT線図のノーズを通過する速度よりも大きい冷却速度でMs点～350℃の範囲の温度まで冷却し、この温度域に10～60分間恒温保持した後に室温まで2℃/秒の冷却速度で冷却した。各供試鋼の熱処理条件を表2の処理No.に示した。各々の処理No.の具体的な条件は表3に示したものである。また本発明鋼I～Jに

10

8

ついて、恒温処理条件が本発明で規定する範囲を外れる熱処理を施した。その具体的な条件は表3の処理No. 6～8に示した。

【0037】これらの処理を施した各鋼の機械的性質(ISO 13B号に従う引張試験値)と、残留オーステナイト量および残留オーステナイト中の炭素濃度を測定し、その結果を表2に示した。表2において、比較材とは前記比較鋼に本発明で規定する範囲の熱処理を施した材料、本発明材とは本発明に従う成分組成を有する鋼に本発明で規定する範囲の熱処理を施した材料、そして比較例とは本発明に従う成分組成を有する鋼に本発明の範囲外の条件で熱処理を施したものである。

【0038】

【表1】

(6)

特鋼平5-320749

鋼 No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mn	V	Nb	備 考
A	0.80	1.96	0.52	0.012	0.006	0.01	tr	tr	tr	比較鋼
B	0.32	2.01	0.48	0.017	0.005	0.75	0.09	0.12	0.05	比較鋼
C	1.10	2.00	0.51	0.014	0.005	0.81	0.05	0.06	0.05	比較鋼
D	0.65	0.21	0.51	0.018	0.005	0.78	0.08	0.08	0.04	比較鋼
E	0.69	2.05	2.49	0.018	0.008	0.71	0.08	0.05	0.04	比較鋼
F	0.70	1.90	0.50	0.017	0.008	2.11	tr	tr	0.03	比較鋼
G	0.69	1.82	0.51	0.018	0.004	0.85	0.26	0.74	0.03	比較鋼
H	0.71	2.08	0.46	0.015	0.005	0.75	0.85	0.19	0.04	比較鋼
I	0.70	1.92	0.48	0.012	0.008	0.71	0.01	tr	tr	強化鋼
J	0.73	2.05	0.50	0.011	0.005	0.65	0.20	0.10	0.04	強化鋼
K	0.69	1.95	0.49	0.013	0.005	0.70	0.25	0.13	0.05	強化鋼
L	0.70	2.00	0.47	0.011	0.006	0.65	0.28	tr	tr	強化鋼
M	0.50	1.90	0.48	0.012	0.007	0.69	tr	0.20	tr	強化鋼
N	0.48	2.09	0.50	0.015	0.008	0.71	0.19	tr	0.05	強化鋼

【0039】

【表2】

(7)

12

	鋼 No.	処理 No.	0.2%耐力 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	伸び (%)	硬さ (Hv)	γ ^射 量 (%)	γ ^射 中のC濃度 (%)
比 較 材	A	2	852	1215	16.8	356	12	1.2
	B	2	1286	1568	13.0	523	13	1.5
	C	2	669	1434	7.9	559	34	1.3
	D	5	1468	1768	6.1	580	0	—
	E	5	886	1631	2.3	543	22	1.1
	F	5	789	1703	3.1	576	19	1.0
本 発 明 材	G	2	680	1619	1.6	785	27	1.1
	H	2	812	1543	4.9	756	23	1.2
	I	2	1167	2084	11.9	579	22	1.6
	J	4	909	2221	10.8	610	19	1.6
	K	5	1305	1803	12.3	561	26	1.5
	L	1	983	2234	11.4	584	23	1.5
比 較 例	M	2	1215	1914	10.4	572	21	1.7
	N	3	1354	1882	10.3	570	19	1.5
	O	2	1059	2283	11.0	607	25	1.6
	P	2	911	2190	11.5	613	23	1.5
	Q	2	1393	1888	12.7	559	18	1.7
	R	2	1240	1890	11.1	571	17	1.6

【0040】

【表3】

処理No.	熱処理方法			
	オースナイト化 温度×保持時間	熱浴までの 冷却速度	恒温保持温度 ×保持時間	室温への 冷却速度
1	900°C × 30分	50°C/秒	300°C × 20分	2°C/秒
2	900°C × 30分	50°C/秒	300°C × 40分	2°C/秒
3	900°C × 30分	50°C/秒	300°C × 60分	2°C/秒
4	900°C × 30分	50°C/秒	280°C × 30分	2°C/秒
5	900°C × 30分	50°C/秒	320°C × 30分	2°C/秒
6	900°C × 30分	50°C/秒	300°C × 5分	2°C/秒
7	900°C × 30分	50°C/秒	300°C × 90分	2°C/秒
8	900°C × 30分	50°C/秒	220°C × 30分	2°C/秒
9	900°C × 30分	50°C/秒	380°C × 30分	2°C/秒

【0041】表2の結果から次のことがわかる。

【0042】比較材A 2はCrの含有量が低く且つMo, V, Nbも添加しない鋼を熱処理したものであるが、鋼板製造時の軟化焼鉄時に黒鉛化を起こしてしまったので、充分にオーステナイト化ができず、このために強度が低い。すなわち比較鋼Aは黒鉛化抵抗が小さい。

【0043】比較材B 2は強度が低い。これは鋼中の炭素量が低いことによる。

【0044】比較材C 2は強度、延性(伸び)がともに低い。これは、鋼中の炭素量が過多であるために残留オーステナイト量が多くなりすぎたからである。

【0045】比較材D 5は延性が低い。これはSi量が過少であるためにベイナイト変態が速く進行し、30分間の恒温保持によって残留オーステナイトが0%となったからである。

【0046】比較材E 5も延性が低い。これはMn量が過多であるためにベイナイト変態が遅くなりすぎ、またベイナイトの形態も粗大なものとなったからである。

【0047】比較材F 5はCr量を本発明で規定するより多量に含有させた鋼を熱処理したものであるが、延性が低い。これはCr量が過多であるためにベイナイト変態が遅くなりすぎ、ベイナイト自身の韌性が低下したものである。

20 【0048】比較材G 2はV量が過多であるために健全なベイナイト組織が生成せず、韌性が低く。また比較材H 2もMo量が過多であるために健全なベイナイト組織が生成せず、韌性が低い。すなわち、硬さが高い割に伸びが低く、耐力も低い。

【0049】これに対し、本発明材のI 2, I 4, I 5, J 1, J 2, J 3, K 2, L 2, M 2およびN 2は、いずれも引張強さ1600~2300 N/mm²の超強度を示し且つ伸びが10%以上である。また0.2%耐力も900 N/mm²以上を示している。したがって本発明によれば、超高強度を具備しながら延性に優れ、強度-延性バランスのよい材料が得られたことがわかる。なお、本発明材の場合には、いずれも残留オーステナイト中の炭素濃度は1.5%以上となっており、また残留オーステナイト量もほぼ1.5%以上、3.0%以下の適正範囲にある。

【0050】しかし、本発明で規定する化学成分値範囲の鋼でも、比較例I 8, I 9, J 6およびJ 7に見られるように、本発明で規定する熱処理条件が外れると超高強度と韌性を同時に満足することはできない。

【0051】

【発明の効果】以上の実施例から明らかなように、本発明によればTSが1600~2300 N/mm²で延性が優れた超高強度鋼が得られる。

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.